



PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11) Publication number: **05331537 A**(43) Date of publication of application: **14.12.93**

(51) Int. Cl.

C21D 8/02
C21D 9/46
C23C 2/06
C23C 2/28
// C22C 38/00
C22C 38/04

(21) Application number: **04164037**(22) Date of filing: **28.05.92**(71) Applicant: **NISSHIN STEEL CO LTD**

(72) Inventor: **DEGUCHI MASAOKI**
KOBAYASHI MASAYUKI
OGASAWARA MASAO
IDA FUMIHIRO

(54) **MANUFACTURE OF GALVANNEALED HIGH
TENSILE STRENGTH COLD ROLLED STEEL
PLATE EXCELLENT IN CORROSION
RESISTANCE AND FORMABILITY**

(57) Abstract:

PURPOSE: To obtain a method for manufacturing a galvanized steel plate having tensile properties such as high tensile strength, low yield ratio and high elongation as well as excellent in rustproofing force and used as an automotive steel plate or the like.

CONSTITUTION: Steel constituted of 0.05 to 0.3%

C, $\leq 2\%$ Si, 2 to 3.5% Mn, 0.1% P and $\leq 0.1\%$ S, and the balance Fe is hot-rolled (at \cong Ar₃ point finishing temp.) and is cold-rolled and thereafter, the cold rolled plate is applied with preplating (such as Fe-B plating). It is introduced into a continuous galvannealing line, is thereafter annealed at the Ac₁ to Ac₃ point (for 10 to 300sec holding time), is rapidly cooled from the temp. at $\cong 2^\circ\text{C}/\text{sec}$ average cooling rate to form a composite structure of an α phase and an α' phase and is galvanized and then, the plated layer is applied with an alloying treatment at 450 to 600°C.

COPYRIGHT: (C)1993,JPO&Japio

(19)日本国特許庁 (J P)

(12) 公 開 特 許 公 報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開平5-331537

(43)公開日 平成5年(1993)12月14日

(51)Int.Cl. ⁵	識別記号	庁内整理番号	F I	技術表示箇所
C 2 1 D 8/02	A	7412-4K		
9/46	J			
C 2 3 C 2/06				
2/28				
// C 2 2 C 38/00	3 0 1	T		

審査請求 未請求 請求項の数1(全 6 頁) 最終頁に続く

(21)出願番号 特願平4-164037

(22)出願日 平成4年(1992)5月28日

(71)出願人 000004581

日新製鋼株式会社

東京都千代田区丸の内3丁目4番1号

(72)発明者 出口 雅朗

大阪府堺市石津西町5番地 日新製鋼株式
会社堺製造所内

(72)発明者 小林 雅之

大阪府堺市石津西町5番地 日新製鋼株式
会社堺製造所内

(72)発明者 小笠原 雅夫

大阪府堺市石津西町5番地 日新製鋼株式
会社堺製造所内

(74)代理人 弁理士 宮崎 新八郎

最終頁に続く

(54)【発明の名称】 耐食性および成形性にすぐれた合金化溶融亜鉛めっき高張力冷延鋼板の製造方法

(57)【要約】

【目的】 自動車用鋼板等として使用される、高張力、低降伏比、高伸び等の引張特性を有し、かつ防錆力のすぐれた合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造。

【構成】 C: 0.05~0.3%, Si: 2%以下, Mn: 2~3.5%, P: 0.1%以下, S: 0.1%以下, 残部Feからなる鋼を熱間圧延(仕上温度: Ar₃点以上)し、冷間圧延後、冷延板にプレめっき(Fe-Bめっき等)を施す。連続溶融亜鉛めっきラインに導入後、Ac₁~Ac₃点で焼鈍(保持時間: 10~300秒)し、同温度から、平均冷却速度2℃/秒以上の急冷を行ってα相とα'相からなる複合組織を形成し、溶融亜鉛めっき後、450~600℃でめっき層の合金化処理を行う。

【特許請求の範囲】

【請求項1】 C: 0.05~0.3%, Si: 2.0%以下, Mn: 2.0~3.5%, P: 0.1%以下, S: 0.1%以下, 残部Feおよび不可避不純物からなる鋼を、Ar₃変態点以上で熱間圧延して巻取り、酸洗処理後、冷間圧延して薄鋼板とし、鉄系のプレめっきを行った後、連続溶融亜鉛めっきラインにおいて、Ac₁~Ac₃変態点の温度域に10~300秒間加熱保持した後、平均冷却速度2℃/秒以上でMs点以下の温度まで冷却して、溶融亜鉛めっき浴に導入し、溶融亜鉛めっき後、450~600℃の温度域で合金化処理することを特徴とする耐食性および成形性にすぐれた合金化溶融亜鉛めっき高張力冷延鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【産業上の利用分野】本発明は、自動車用鋼板等として有用な耐食性、プレス成形性等にすぐれた合金化溶融亜鉛めっき高張力冷延鋼板の製造方法に関する。

【0002】

【従来の技術】近年、自動車用鋼板は、車体の軽量化および安全性向上を目的として高強度冷延鋼板の開発が鋭意進められ、また自動車の寿命延長のための塩害等に対する防錆力改善策として、合金化溶融亜鉛めっき冷延鋼板が、そのコスト、防錆性能および塗装性等の点から注目されている。冷延鋼板の強化法には、Si, Mn, P等の置換型固溶元素やC, N等の侵入型固溶元素の添加により結晶格子をひずませる固溶強化法、Ti, Nb, V等の炭窒化物形成元素を添加し、その微細な炭窒化物を分散析出させる析出強化法、鋼板の結晶組織を、軟質のフェライト相に硬質のマルテンサイト相が微細均一に分散した組織とする複合組織強化法等が知られている

(特開平2-149642号, 特開平2-290955号, 特開平3-28325号, 特開平4-26744号等)。また、冷延鋼板の合金化溶融亜鉛めっきは、冷延鋼板を連続溶融亜鉛めっきラインに導入し、歪みの除去、軟質化、非時効性化等のための連続焼鈍処理を施したのち、溶融亜鉛浴中に送通して所定の付着量の亜鉛めっき層を形成し、ついで合金化処理炉に送給し、素地鋼板からのFeの拡散によりFeと溶融亜鉛とを反応させる(Fe-Zn合金めっき層を形成する)ことにより行われる。

【0003】

【発明が解決しようとする課題】冷延鋼板の高強度化には前記のようにいくつかの方法があるが、固溶強化法により得られる引張強さは約30~45kgf/mm²程度であり、同法により50kgf/mm²を超える高強度を得ようとして、Si, Mn, P等の強化元素を多量に添加すると、製鋼工程、酸洗工程、および溶融亜鉛めっき工程の各段階の操作性が著しく悪化する。殊に、溶融亜鉛めっき工程では、冷延鋼板表面に生成したSi,

Mn等の酸化皮膜がめっき濡れ性を悪くし、不めっきを生じる原因となり、また合金化処理での反応速度が著しく遅くなるため、処理に長時間を要するばかりか、Zn-Fe合金めっき層が不均質なものとなり、所期の耐食性を得ることができなくなる。固溶強化法に析出強化法を併用した強化法を適用する場合は、上記のような固溶強化元素の多量添加とそれによる不都合を回避しつつ、両者の相乗効果として、約60kgf/mm²を超える高強度を得ることができるが、その反面、降伏比の増大を伴うため、プレス成形における形状凍結性に劣り、また強度-伸びのバランスも良くない。

【0004】他方、鋼板の結晶組織をフェライト相とマルテンサイト相からなる複合組織とする強化法による場合は、50kgf/mm²を超える高強度化を十分に達成しながら、高強度の割りに、高い伸びおよび低降伏比を得ることができ、上記した固溶強化と析出強化を併用する強化法に比べて、プレス成形の困難が緩和され、かつプレス形状凍結性の点でも有利である。しかし、同法においては、マルテンサイト相を含む複合組織の形成に必要な焼入れ性を高める目的で、Si, Mnの添加量が増量されることに関連して、めっき性(めっき濡れ性、合金化処理性)の低下を付随し、このため合金化溶融亜鉛めっきの十分な耐食性を確保することが困難である。

【0005】このように従来の製造方法では、冷延鋼板の高強度化と、耐食性の改善とを同時に達成することは困難であった。そこで、本発明は、複合組織強化法による高強度化、低降伏比、良好な強度-伸びバランスの改善効果を最大限に発揮させると共に、めっき性を高め、良好な耐食性を確保することができる合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法を提供しようとするものである。

【0006】

【課題を解決するための手段】本発明の合金化溶融亜鉛めっき高張力冷延鋼板の製造方法は、C: 0.05~0.3%, Si: 2.0%以下, Mn: 2.0~3.5%, P: 0.1%以下, S: 0.1%以下, 残部Feおよび不可避不純物からなる鋼を、Ar₃変態点以上で熱間圧延して巻取り、酸洗処理後、冷間圧延して薄鋼板とし、鉄系のプレめっきを行った後、連続溶融亜鉛めっきラインにおいて、Ac₁~Ac₃変態点の温度域に10~300秒間加熱保持した後、平均冷却速度2℃/秒以上でMs点以下の温度まで冷却して溶融亜鉛めっき浴に導入し、溶融亜鉛めっき後、450~600℃の温度域で合金化処理することを特徴としている。

【0007】

【作用】連続溶融亜鉛めっきライン内で、Ac₁~Ac₃変態点の焼鈍温度に加熱保持された後、同温度域から平均冷却速度2℃/秒以上で冷却される冷延鋼板は、その急冷(焼入れ)により、フェライト相(α相)からなる基地中に、マルテンサイト相(α'相)が微細かつ均一に分散した複合組織が形成される。その冷延鋼板の表

面は、プレめっきとして施された鉄系めっきによる良好なめっき性（めっき濡れ性、合金化処理性）を有しているので、不めっきのない溶融亜鉛めっき層が形成されると共に、その合金化処理においては、短時間の処理で、Zn-Fe合金化反応を、過不足のムラを伴うことなく達成することができる。本発明により製造される合金化溶融亜鉛めっき鋼板は、引張強さ 60 kgf/mm^2 以上の強度レベルと共に、0.65を越えず、0.60以下を十分に満たす低降伏比と、15%以上の高伸びを有し、また不めっきのない均質なZn-Fe合金めっき層

【0008】以下、本発明について詳しく説明する。本発明における鋼の化学組成の限定理由は次のとおりである。元素の含有量を示す%はすべて重量%である。

C: 0.05~0.3%

Cは、鋼中に固溶して鋼の強度を高める。含有量の下限を0.05%としたのは、これより少ないと、強度向上効果が不足し、引張強さ 60 kgf/mm^2 以上の強度レベルを確保できなくなるからである。また、上限を0.3%としたのは、これを越えると、延性の不足をきたし、プレス成形加工が困難となるからである。

【0009】Si: 2.0%以下

Siの含有量の上限を2.0%に限定したのは、これを越えると、鋼板表面の酸化皮膜の生成によるめっき濡れ性の低下、および溶融亜鉛めっきの合金化処理性の低下が著しく、そのめっき性の劣化は、鉄系のプレめっきを施しても十分に防止し得なくなるからである。好ましくは1.5%以下である。なお、Siは鋼の固溶強化および焼入れ性改善効果を有する元素であり、またその存在は低降伏比の確保の妨げとはならないので、めっき性を阻害しない2.0%以下の範囲内でその含有量を調節することは、強度を高めるのに有効であり、好ましくは0.02~1.5%とする。

【0010】Mn: 2.0~3.5%

Mnは、鋼の焼入れ性向上効果を有する元素である。含有量の下限を2.0%としたのは、それより少ない量では、鋼の焼入れ性の不足により複合組織中に占めるマルテンサイト相の生成量が不足し、複合組織としたことによる高強度化を十分に達成し得なくなり、また鋼板の降伏比の増大の原因となるからである。他方、3.5%を上限としたのは、これを越えてMnを増量すると、マルテンサイト相の生成量が過剰となり、延性の不足をきたし、プレス成形性が悪くなるからである。

【0011】P: 0.1%以下

Pの含有量を0.1%以下としたのは、鋼の脆化による加工性の低下を防止するためである。好ましくは、0.05%以下である。もっとも、Pは固溶強化作用を有する元素であるので、加工性の劣化をきたさない範囲内で、適量、例えば0.01%以上のPを含有させることは、鋼の強度を高めるのに有効である。なお、Pの存在

は、溶融亜鉛めっきの合金化処理におけるFe原子の拡散を抑制し、合金化処理性を低下させる原因となるが、鉄系のプレめっきを施すこととしている本発明では、上記の少量のPを存在させても、合金化処理に実害を生じることはない。

【0012】S: 0.1%以下

Sは、鋼の脆化を招き、加工性を劣化させるので、0.1%を越えてはならない。好ましくは、0.05%以下である。

【0013】次に、上記化学組成を有する鋼の熱間圧延とそれにつづく各工程について説明する。熱間圧延における仕上温度を A_{r3} 変態点以上とし、 γ 相温度域での熱間圧延を行うこととしたのは、鋼の材質改善効果を十分に発現させるためであり、 γ 相中に α 相が混在した二相温度域($A_{r1} \sim A_{r3}$)で熱間圧延したのでは、最終製品鋼板の強度や加工性の低下をきたすからである。熱延鋼板は、酸洗処理の後、冷間圧延により所定の板厚の冷延鋼板に圧延される。

【0014】冷延鋼板を連続溶融めっきラインに導入するに先立って、その表面に鉄系のプレめっきを施すこととしたのは、鋼板のめっき性を高めるためである。すなわち、本発明における鋼は、焼入れ性向上元素として比較的多量のMnを含有する組成を有しているので、冷延鋼板の表面は、Mnの酸化物皮膜が生成し易く、従ってそのままではめっき性（めっき濡れ性、合金化処理性）が十分でない。この鋼板表面のめっき性は、鉄系のプレめっきを施すことにより改善される。そのプレめっきは電気めっきにより行うことができる。そのめっき組成は、純鉄であってもよいが、適量のB（約10~30ppm）を含有するFe-B合金めっきは、特に溶融亜鉛とのなじみが良いので好適である。プレめっきの付着量は、その効果を十分なものとするために、約0.5g/m²（片面当り）以上とするのがよいが、約5g/m²（片面当り）までで十分である。

【0015】鉄系のプレめっきを施して連続溶融亜鉛めっきに導入した冷延鋼板の焼鈍を $A_{c1} \sim A_{c3}$ 変態点の温度域で行うこととしたのは、 $\alpha + \gamma$ の二相共存組織を生成させるためであり、その加熱保持時間を10秒以上としたのはMn, Si, C等の焼入れ性向上元素を γ 相中に十分に固溶濃化させるためである。保持時間の上限を300秒としたのは、その時間内で上記元素の γ 相への固溶濃化がほぼ終了するからであり、またそれを越える長時間の加熱保持はライン効率を低下させるだけでなく、結晶粒の成長粗大化とそれに因る材料特性の低下の原因ともなるからである。この加熱保持により、冷延鋼板の焼鈍（歪み除去、軟化、非時効性化等）も同時に達成される。

【0016】 $A_{c1} \sim A_{c3}$ 変態点の二相温度域に加熱保持した後、同温度域からの冷却を急冷とするのは、 γ 相をマルテンサイト相（ α' 相）に変態させて、 α 相+

α' 相の複合組織を形成するためであり、その平均冷却速度を2℃/秒以上としたのは、それより低い冷却速度では、ベイナイト変態が生じ、 α 相と α' 相からなる複合組織を確保できなくなるからである。

【0017】複合組織が導入された冷延鋼板は溶融亜鉛めっき浴に送通されて所定のめっきが施され、ついで450～600℃に保持された合金化処理炉に送結されて亜鉛めっき層の合金化が行われる。溶融亜鉛めっき工程は特別の条件は付加されず、常法に従って行えばよく、その表面は鉄系プレめっきによる良好な濡れ性により、不めっきのない均一な亜鉛めっき層が形成される。また、プレめっきの効果として合金化処理性も良好であるので、短時間の処理で所定の合金化反応を完結させることができる。その処理温度を450℃以上としたのは、FeおよびZn原子の相互拡散を促し、効率良くめっき層全体を過不足のない均質なFe-Zn合金とするためであり、他方600℃を上限としたのは、それを越えると、鋼板の複合組織におけるマルテンサイト相が焼戻され、材料特性の劣化、特に引張強度や延性の低下をきたすからである。

【0018】

【実施例】

〔I〕供試材の製造

表1に示す化学組成を有する鋼を熱間圧延により板厚2.0mmの熱延鋼板とし、酸洗処理後、冷間圧延に付し、板厚0.8mmの冷延鋼板を得た。冷延鋼板に、プレめっきとして電気めっきによるFe-Bめっき(B含有量:15ppm)を施した後、連続溶融亜鉛めっきラインに導入し、Ac1～Ac3変態点温度域に加熱保持する焼鈍、および同温度からの急冷(焼入れ)処理を行い、溶融亜鉛めっき浴(浴温:460℃)に送通して所定のめっきを施し、ついで合金化処理を行った。熱間圧延での仕上温度、冷延鋼板のプレめっき付着量、連続めっきラインにおける焼鈍条件(温度、時間)、焼鈍温度からの冷却速度、溶融亜鉛めっきのめっき付着量、および合金化処理条件(温度、時間)は、表1に併記した。なお、供試材の鋼板のAr3変態点は約700℃であり、Ac1～Ac3変態点温度域は、約700～800℃である。

【0019】〔II〕諸特性

各供試材について、引張諸特性を測定すると共に、めっき品質として、不めっきの有無、およびめっき層の合金化状態(Zn-Fe合金化反応の過不足、表面異常の有無)を評価し、表2に示す結果を得た。表2中、「不めっき」欄の「○」は、めっき濡れ性が良く、不めっきは皆無であること、「×」はめっき濡れ性の不足により不めっきが発生したことを表し、「合金化状態」欄の「○」は、めっき層の全表面に亘って均質なZn-Fe合金化が達成されていること、「×」は合金化反応の不足または反応の進み過ぎ、およびそれによる表面外観異

常をきたしていることを表している。

【0020】表中、No.1～5は発明例、No.101～106は比較例であり、比較例No.101およびNo.102は、冷延鋼板の鉄系プレめっきを省略した例、No.103は、鋼の化学組成におけるMn含有量が不足している例、No.104は、連続溶融めっきラインにおける鋼板の焼鈍温度が高過ぎる例、No.105は、焼鈍温度からの冷却速度が低過ぎる例、No.106は、合金化処理温度が低過ぎる例である。

10 【0021】発明例であるNo.1～5の鋼板は、いずれも引張強さは60kgf/mm²を大きく越え、75kgf/mm²以上の強度レベルを有し、かつ高強度でありながら、降伏比は0.45以下と十分に低く、しかも15%以上の高伸びを具備している。また、めっき品質についても、プレめっきの効果として、不めっきや合金化反応の過不足はなく、健全なZn-Fe合金めっき層が形成されている。

20 【0022】これに対し、比較例No.101～106をみると、No.101およびNo.102は、発明例No.1～5と同等レベルの引張特性を有しているものの、プレめっきが省略されているため、鋼板のめっき性が悪く、不めっきおよび合金化不良をきたしている。その合金化不良(合金化反応の不足)は、No.102のように、合金化処理温度を、その上限いばいに設定しても回避することができない。

30 【0023】また、Mn含有量が不足しているNo.103は、一応60kgf/mm²以上の引張強度を有してはいるものの、Mn含有量の不足により焼入れ性が不足した結果として、所定の焼鈍および急冷処理を受けているにも拘らず、その降伏比は0.76と、発明例に比べて著しく高く、プレス形状凍結性に劣るものとなっている。No.104は、No.103と異なってMn含有量の不足はなく、適正な化学組成が与えられてはいるが、鋼板の焼鈍をAc3変態点を越える温度(γ 相温度域)で行ったため、所定の複合組織が形成されなかった結果として、降伏比は0.79と著しく高く、また引張強さも発明例のそれに比べて低いレベルにとどまっている。

40 【0024】No.105は、鋼の化学組成は適正であるが、焼鈍温度からの冷却速度が不足しているため、降伏比は0.85と著しく高く、引張強さも発明例の強度レベルを大きく下廻り、伸びも不足している。なお、この例におけるめっき品質不良の原因は、鋼板の焼鈍後の冷却速度調整の必要上、ライン速度を下げたことに関連して合金化処理時間が長くなり、合金化反応が過剰に進行したからであり、鋼板のプレめっき効果の欠陥に因るものではない。No.106は、発明例と同等の改良された引張特性を有し、またプレめっきの効果として不めっきは防止されているが、合金化処理温度が低いため、合金化反応の不足によるめっき品質不良をきたしている。

【0025】

50

【表1】

No.	鋼の化学組成, wt%					熱延仕上温度 (°C)	ブ レ ッ キ ン グ 量 (g/m ² 片面)	焼		平均 冷却 速度 (°C/秒)	垂 鉛 め き 量 (g/m ² 片面)	合金化処理	
	C	Si	Mn	P	S			温 度 (°C)	時 間 (秒)			温 度 (°C)	時 間 (秒)
1	0.12	0.24	2.04	0.021	0.004	900	0.5	780	50	2.6	4.5	550	30
2	0.11	0.27	2.10	0.024	0.003	900	1.0	780	50	2.6	4.5	500	30
3	0.12	0.21	2.20	0.030	0.004	900	2.0	790	50	2.6	4.5	500	30
4	0.12	0.20	2.11	0.021	0.005	900	2.0	780	50	2.6	4.5	550	30
5	0.12	0.23	2.13	0.024	0.002	900	2.0	770	50	2.6	4.5	550	30
101	0.11	0.24	2.09	0.028	0.004	900	—	780	50	2.6	4.5	550	30
102	0.11	0.26	2.05	0.022	0.004	900	—	780	50	2.6	4.5	600	30
103	0.13	0.25	1.20	0.020	0.003	900	2.0	780	50	2.6	4.5	550	30
104	0.11	0.26	2.01	0.030	0.005	900	2.0	850	50	2.6	4.5	550	30
105	0.11	0.29	2.15	0.022	0.004	900	2.0	780	100	1.3	4.5	550	60
106	0.12	0.28	2.10	0.028	0.004	900	2.0	780	50	2.6	4.5	400	30

【0026】

【表2】

(5)

特開平5-331537

7

8

No.	引 張 特 性				め っ き		
	引 張強 さ (kgf/mm ²)	降 伏 点 (kgf/mm ²)	降 伏 比	伸 び (%)	不 め っ き	合 金 化 状 態	
1	79.2	33.4	0.42	18.0	○	○	発 明 例
2	80.7	33.7	0.42	17.2	○	○	
3	76.5	33.3	0.44	16.0	○	○	
4	80.9	32.7	0.40	20.5	○	○	
5	81.5	36.8	0.45	15.4	○	○	
101	80.0	34.5	0.43	15.7	×	×	比 較 例
102	80.3	36.1	0.45	16.1	×	×	
103	61.5	47.0	0.76	8.5	○	○	
104	64.7	51.1	0.79	10.1	○	○	
105	60.9	52.1	0.85	9.0	○	×	
106	79.9	39.0	0.49	16.8	○	×	

【0027】

【発明の効果】本発明方法により製造される合金化溶融亜鉛めっき鋼板は、 60 kgf/mm^2 を越える引張強度レベルを有すると共に、健全なめっき品質による高度の防錆力を備えている。また、高強度でありながら、低

降伏比および高伸びを有し、プレス成形加工が容易で、形状凍結性にもすぐれている。従って、例えば自動車の車体軽量化、安全性向上および寿命延長等の要請に応えるための高張力防錆鋼板等として好適である。

フロントページの続き

(51) Int. Cl.⁵

C 2 2 C 38/04

識別記号

庁内整理番号

F I

技術表示箇所

(72)発明者 井田 文博

大阪府堺市石津西町5番地 日新製鋼株式
会社堺製造所内

【公報種別】特許法第17条の2の規定による補正の掲載

【部門区分】第3部門第4区分

【発行日】平成10年(1998)12月15日

【公開番号】特開平5-331537

【公開日】平成5年(1993)12月14日

【年通号数】公開特許公報5-3316

【出願番号】特願平4-164037

【国際特許分類第6版】

C21D 8/02

9/46

C23C 2/06

2/28

// C22C 38/00 301

38/04

【F I】

C21D 8/02 A

9/46 J

C23C 2/06

2/28

C22C 38/00 301 T

38/04

【手続補正書】

【提出日】平成9年6月6日

【手続補正1】

【補正対象書類名】明細書

【補正対象項目名】0015

【補正方法】変更

【補正内容】

【0015】鉄系のプレめっきを施して連続溶融亜鉛めっきラインに導入した冷延鋼板の焼鈍を $Ac_1 \sim Ac_3$ 変態点の温度域で行うこととしたのは、 $\alpha + \gamma$ の二相共存組織を生成させるためであり、その加熱保持時間を10秒以上としたのはMn, Si, C等の焼入れ性向上元素を γ 相中に十分に固溶濃化させるためである。保持時間の上限を300秒としたのは、その時間内で上記元素の γ 相への固溶濃化がほぼ終了するからであり、またそれを越える長時間の加熱保持はライン効率を低下させるだけでなく、結晶粒の成長粗大化とそれに因る材料特性の低下の原因ともなるからである。この加熱保持により、冷延鋼板の焼鈍(歪み除去、軟化、非時効性化等)も同時に達成される。

【手続補正2】

【補正対象書類名】明細書

【補正対象項目名】0017

【補正方法】変更

【補正内容】

【0017】複合組織が導入された冷延鋼板は溶融亜鉛めっき浴に送通されて所定のめっきが施され、ついで450~600℃に保持された合金化処理炉に送給されて亜鉛めっき層の合金化が行われる。溶融亜鉛めっき工程は特別の条件は付加されず、常法に従って行えばよく、その表面は鉄系プレめっきによる良好な濡れ性により、めっきのない均一な亜鉛めっき層が形成される。また、プレめっきの効果として合金化処理性も良好であるので、短時間の処理で所定の合金化反応を完結させることができる。その処理温度を450℃以上としたのは、FeおよびZn原子の相互拡散を促し、効率良くめっき層全体を過不足のない均質なFe-Zn合金とするためであり、他方600℃を上限としたのは、それを越えると、鋼板の複合組織におけるマルテンサイト相が焼戻され、材料特性の劣化、特に引張強度や延性の低下をきたすからである。